

При заточке сверла выбранными шлифовальными кругами можно изменять установку оси кругов, то есть изменять угол t , и за счет этого получать разнообразные геометрические параметры режущей части сверла.

Выводы

Решена задача формообразования задних поверхностей спиральных сверл с переходными режущими кромками двумя коническими шлифовальными кругами, установленными на одной оси.

УДК 691.791.35 : 669.65'4

Денисевич Е.А.

Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт». Украина, г. Киев

ИССЛЕДОВАНИЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИПОЯ СИСТЕМЫ Pb-Sn-Bi

Анотація

Процес кристалізації при паянні є одним з найважливіших фізико-хімічних процесів, що визначає в багатьох випадках можливість керування структурою і властивостями фаз, що утворюються в паяних сполуках. Вивчення і дослідження цього процесу розрахунковими методами дозволяє прогнозувати технологічні параметри процесу пайки при виготовленні паяних виробів з різних конструкційних матеріалів. Отримані при цьому дані дозволяють змінювати сполуки припоїв, режими й умови паяння для підвищення експлуатаційних характеристик паяних сполук.

Abstract

The crystallisation process in soldering is one of the most important physicochemical processes, which in many cases defines the ability to control the structure and properties of phases, which form in soldered joints. Research and study of this process by estimate methods allow to project technological parameters of the soldering process when making soldered items from different constructional materials. The data received from this allow to change the content of solders, modes and conditions of soldering to enhance operating performance of soldered joints.

Вступление

Кристаллизация при пайке протекает в соответствии с основными закономерностями затвердения металлов и сплавов, но имеет некоторые особенности, которые связаны с спецификой процесса пайки, такими, как наличие готовой подложки, которой служит поверхность паяемого металла, контактирующая с расплавом припоя, малый объем расплава припоя в сборочном зазоре и особая

геометрия прослойки расплава затвердевающего металла, который размещен между двумя поверхностями твердого металла и имеет небольшую толщину, определяемую величиной сборочного зазора. В процессе кристаллизации паяных соединений имеет место направленный отвод тепла в направления паяемого металла, отсутствует перегрев расплава в зоне соединения, так как температура расплава в процессе пайки близка к температуре начала его затвердения. Процесс кристаллизации паяных швов является неравновесным и проходит с большой скоростью.

Литература

1. Криштона Н. А., Родина Т. П. Геометрия задних поверхностей сверл и способы их формообразования. — К.: Выща школа, 1982.
2. Родин П. Р. Основы формообразования поверхностей резанием. — К.: Выща школа, 1977.

геометрия прослойки расплава затвердевающего металла, который размещен между двумя поверхностями твердого металла и имеет небольшую толщину, определяемую величиной сборочного зазора. В процессе кристаллизации паяных соединений имеет место направленный отвод тепла в направления паяемого металла, отсутствует перегрев расплава в зоне соединения, так как температура расплава в процессе пайки близка к температуре начала его затвердения. Процесс кристаллизации паяных швов является неравновесным и проходит с большой скоростью.

Однако процесс кристаллизации может быть описан довольно точно, если исходить из предположения о наличии равновесных условий на поверхности раздела фаз в процессе роста кристаллов. При равновесной кристаллизации припоя переход из жидкого в твердое состояние происходит при бесконечно малых скоростях охлаждения и описывается равновесной диаграммой состояния. Диаграмма состояния характеризует фазовый состав сплавов в условиях равновесия, однако, вследствие стремления термодинамически неравновесных систем к равновесию, по диаграмме состояния можно судить о направлении развития контактных физико-химических процессов на границе паяемого металла и припоя в процессе пайки.

Приведенные в работе расчеты параметров кристаллизации низкотемпературного припоя системы Pb-Sn-Bi для электромонтажной пайки электротехнических изделий основаны на фундаментальных работах [1-3], в которых качественно и количественно описаны процессы затвердевания жидкой фазы в зависимости от ее состава и условий затвердевания.

Постановка задачи и теоретические обобщения

При расчетах процесса кристаллизации припоя, который является тройным сплавом состава 22%Pb-

25%Sn–53%Bi и после кристаллизации имеет однофазную, двухфазную и трехфазную структуру, из диаграммы состояния системы Pb–Sn–Bi и справочных материалов определяются характеристики, которые необходимы для расчетов (табл. 1, рис. 1).

Многокомпонентные сплавы, как и двухкомпонентные, могут образовывать плоский фронт кристаллизации, если градиент температуры на фронте кристаллизации достаточно большой, а скорость роста кристаллов мала. Для этих сплавов могут быть применены как критерии

Таблица 1

Исходные данные для расчета параметров кристаллизации сплава системы Pb–Sn–Bi

Характеристика		Значения
Концентрация компонентов в припое, вес. %/ ат. %:	содержание свинца, $C_{пп}^{Pb}$	22 / 27
	содержание олова, $C_{пп}^{Sn}$	35 / 35
	содержание висмута, $C_{пп}^{Bi}$	53/38
Концентрация компонентов в тройной эвтектике, весов. %/ат. %:	содержание свинца, C_e^{Pb}	32 / 32
	содержание олова, C_e^{Sn}	16 / 22
	содержание висмута, C_e^{Bi}	52/46
Концентрация компонентов в двойной эвтектике, весов. %/ат. %:	содержание олова, C_e^{Sn-Bi}	42 / 57
	содержание свинца, C_e^{Pb-Bi}	56/56
Температура плавления, °C	температура плавления свинца, $T_{пл}^{Pb}$	327,3
	температура плавления олова, $T_{пл}^{Sn}$	231,9
	температура плавления висмута, $T_{пл}^{Bi}$	271,0
	температура плавления припоя, $T_{пп}^{Pb-Sn-Bi}$	120,0
	температура плавления эвтектики $T_e^{Pb-Sn-Bi}$	96,0
	температура плавления эвтектики T_e^{Pb-Bi}	123,0
	температура плавления эвтектики T_e^{Sn-Bi}	137,0
Значения теплоты кристаллизации, ΔH , кДж/моль	теплота кристаллизации свинца, ΔH^{Pb}	-4,772
	теплота кристаллизации олова, ΔH^{Sn}	-7,07
	теплота кристаллизации висмута, ΔH^{Bi}	-10,9

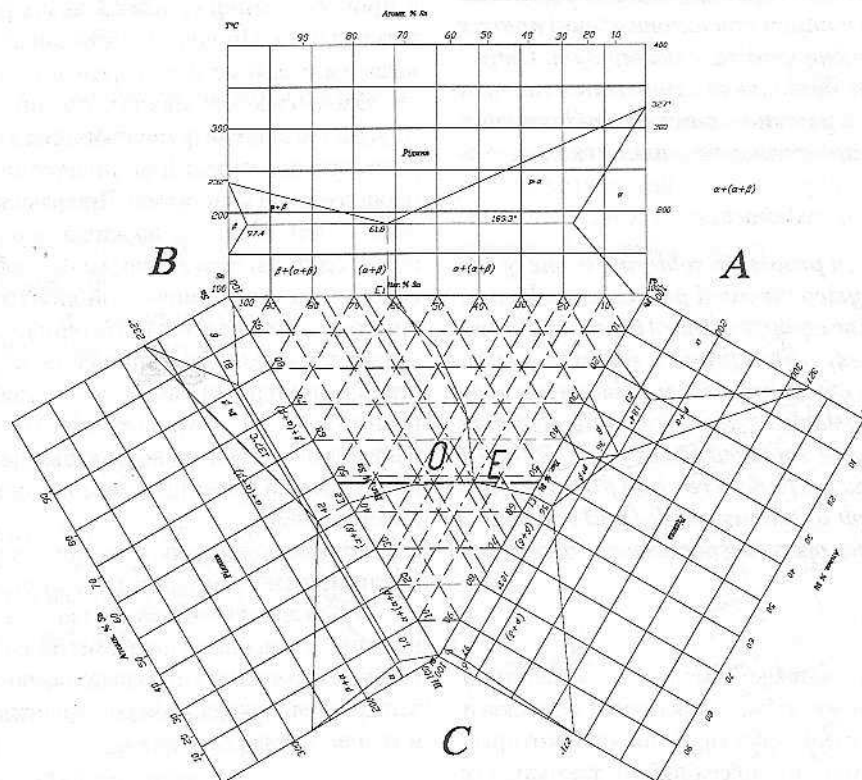


Рис. 1. Сечение диаграммы состояния системы Pb–Sn–Bi: точка О отвечает припою состава: Pb=22 вес.% (27 ат%); Sn=25 вес.% (35 ат%); Bi=53 вес.% (38 ат%); $T_{пп} = 120^\circ\text{C}$. Точка Е отвечает составу тройной эвтектики в системе Pb–Sn–Bi: $C_s^A = 16\%$ Sn, (22 ат% Sn); $C_s^A = 32\%$ Pb, (32 ат% Pb); $C_s^A = 52\%$ Bi, (46 ат% Bi); $T_{пл} = 96^\circ\text{C}$

концентрационного переохлаждения, так и теория стойкости фронта кристаллизации, как это сделано в работе [3] для трехкомпонентных сплавов.

Критерий концентрационного переохлаждения использован для описания процесса кристаллизации припоя системы Pb-Sn-Bi. Как и для двухкомпонентных сплавов, условие стойкости плоского фронта кристаллизации состоит в том, что градиент фактической температуры на поверхности распределения твердой и жидкой фаз может быть равным или большим градиента температуры ликвидус, то есть

$$\frac{G_p}{V} \geq \frac{p(C_{pA} - C_{oA})}{D_{AA}} - \frac{s(C_{pB} - C_{oB})}{D_{BB}}$$

где D_{AA} и D_{BB} — коэффициенты диффузии растворенных в расплаве элементов, D^{AB} и D^{BA} — перекрестные коэффициенты диффузии, связанные с взаимодействием компонентов А и В, которые диффундируют, K_A и K_B — равновесные коэффициенты распределения для растворенных элементов А (Pb) и В (Sn), определенные таким же образом, как и для двухкомпонентных сплавов. Использование критерия концентрационного переохлаждения критерия в этом случае более сложно, так как для определения коэффициентов распределения по диаграмме состояния необходимо использовать коноды, а они определены только для небольшого числа систем. Однако, если поверхности ликвидус и солидус — плоскости, связанные конодами, коэффициенты распределения k_A и k_B , а также наклоны линии ликвидус p и s — постоянны и могут быть определены из соответствующих двойных диаграмм состояния.

Некоторыми затруднениями при расчетах кристаллизации трехкомпонентного сплава является наличие на диаграмме состояния поверхности ликвидус, а не линии ликвидус, и возможность диффузного взаимодействия растворенных компонентов

Для однофазных кристаллизующихся сплавов условие стойкости плоского фронта кристаллизации может быть записано в виде:

$$\frac{G_p}{V} \geq \frac{pC_{oA}(1-k_A)}{k_A D_{AA}} - \frac{sC_{oB}(1-k_B)}{k_B D_{BB}}$$

Если кинетика фронта не является серьезным барьером для роста кристалла, любой сплав этой системы может кристаллизоваться с образованием плоского фронта. Число фаз, которые образуются при кристаллизации, равно числу фаз, определяемому плоскостью равновесного солидуса данного сплава.

Изотермическое сечение диаграммы состояния системы Pb-Sn-Bi при $T=100^\circ\text{C}$ приведено на рис. 2.

Сплав состава Pb=22 вес.%; Sn=25 вес.%; Bi=53 вес.% (точка O) начинает затвердевать с образованием α -фазы — твердого раствора олова на основе висмута. Обогащенная висмутом межкристаллитная жидкость перемещается по мере затвердевания приблизительно радиально соответственно "оловянного" угла диаграммы, направляясь по линии кристаллизации. Когда линия кристаллизации пересекает линию двойной эвтектики, при достижении точки O1, на линии E_2E , начинается кристаллизация и рост двойной эвтектики Sn-Bi ($\alpha+\beta$); состав жидкости перемещается по кривой E_2E вдоль линии двухфазного равновесия к точке E — точке образования тройной

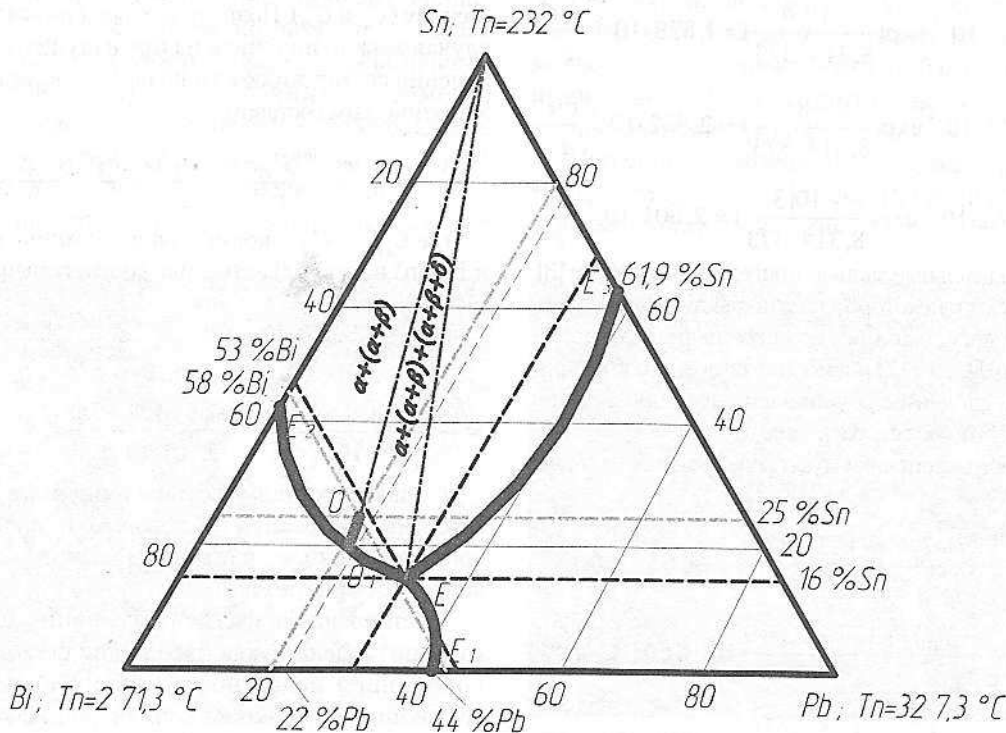


Рис. 2. Изотермическое сечение ($T=100^\circ\text{C}$) диаграммы состояния системы Pb-Sn-Bi

эвтектики при температуре 96°C. При этой температуре оставшаяся жидкость затвердевает с образованием тройной эвтектики.

Состав жидкой фазы в точке E – точке образования тройной эвтектики такой: Pb=32 вес.%; Sn=16 вес.%; Bi=52 вес.%. В этой точке при постоянной температуре заканчивается кристаллизация. Сплав, который отвечает эвтектическому составу, наиболее легкоплавкий, температура начала и конца кристаллизации этого сплава $T_k=96^\circ\text{C}$. Тройная эвтектика $\alpha+\beta+\delta$ состоит из трех твердых растворов; двойная эвтектика состоит из двух твердых растворов $\alpha+\beta$. В процессе кристаллизации межкристаллитная жидкость чаще всего обогащается растворенным веществом до тех пор, пока ее состав не достигнет минимума на поверхности ликвидус, например состава тройной эвтектики. В общем случае сначала образуется одна фаза, и по мере ее роста состав расплава и температура изменяются, определяя тем самым *путь кристаллизации* на поверхности ликвидус, то есть линию изменения химического состава жидкой фазы на диаграмме состояния. Когда эта линия достигнет линии двойной эвтектики, начнется образования второй фазы. Путь кристаллизации совпадает с линией двойной эвтектики до точки тройной эвтектики.

Результаты расчетов

Распределение компонентов в тройных сплавах рассматривается подобно тому, как это описано для двойных сплавов.

Сначала рассчитывают значение коэффициентов диффузии распределенных компонентов для систем Pb–Bi, Pb–Sn и Sn–Bi по формуле $D_p = D_0 \exp(-Q/RT)$:

$$D^{\text{Pb-Bi}} = 1,83 \cdot 10^{-5} \exp\left(\frac{-18,4}{8,314 \cdot 373}\right) = 1,829 \cdot 10^{-5} \frac{\text{см}^2}{\text{с}}$$

$$D^{\text{Pb-Sn}} = 2,97 \cdot 10^{-5} \exp\left(\frac{-8}{8,314 \cdot 373}\right) = 2,962 \cdot 10^{-5} \frac{\text{см}^2}{\text{с}}$$

$$D^{\text{Sn-Bi}} = 2,61 \cdot 10^{-5} \exp\left(\frac{-10,3}{8,314 \cdot 373}\right) = 2,601 \cdot 10^{-5} \frac{\text{см}^2}{\text{с}}$$

Экспериментальные данные, приведенные в работе [3], свидетельствуют о некотором взаимодействии компонентов: важными могут оказаться перекрестные коэффициенты диффузии D_{AB} и D_{BA} ; возможно также, что коэффициенты распределения, обусловленные направлением конод, зависят от состава расплава.

Наклон поверхности ликвидус определяются по формуле:

$$m_A = \Delta T / C_{\text{рmax}}$$

$$m_A^{\text{Pb}} = \frac{T_E^{\text{Pb-Bi}} - T_{\text{ПЛ}}^{\text{Pb}}}{C_E^{\text{Pb}}} = \frac{123 - 327}{44} = -4,63 \text{ } ^\circ\text{C/at}\%$$

$$m_A^{\text{Sn}} = \frac{T_E^{\text{Bi-Sn}} - T_{\text{ПЛ}}^{\text{Sn}}}{C_E^{\text{Sn}}} = \frac{137 - 231,9}{57} = -1,66 \text{ } ^\circ\text{C/at}\%$$

$$m_A^{\text{Bi}} = \frac{T_E^{\text{Pb-Bi}} - T_{\text{ПЛ}}^{\text{Bi}}}{C_E^{\text{Bi}}} = \frac{123 - 271}{44} = -3,36 \text{ } ^\circ\text{C/at}\%$$

Скорость роста кристаллов твердеющей фазы при равновесной кристаллизации можно определить по формуле, приведенной в фундаментальной работе [3]:

$$-V = \frac{\Delta H^{\text{Bi}}}{4 \cdot T_n^{\text{Bi}}} \text{ см/с}$$

$$-V = \frac{10,9}{4 \cdot 271,3} = 1 \cdot 10^{-2} \frac{\text{см}}{\text{с}}$$

Равновесный коэффициент распределения растворенного компонента на границе фаз:

$$K_{\text{Pb}} = 1 - \frac{m_A^{\text{Pb}} \cdot \Delta H^{\text{Pb}}}{V \cdot T_{\text{пл}}^{\text{Pb}^2}} = 1 - \frac{(-4,53) \cdot (-4,772)}{(327^2) \cdot 1 \cdot 10^{-2}} = 1 - 0,02 = 0,98$$

$$K_{\text{Sn}} = 1 - \frac{m_A^{\text{Sn}} \cdot \Delta H^{\text{Sn}}}{V \cdot T_{\text{пл}}^{\text{Sn}^2}} = 1 - \frac{(-1,66) \cdot (-7,07)}{(232^2) \cdot 1 \cdot 10^{-2}} = 1 - 0,02 = 0,98$$

Критерий концентрационного переохлаждения, который определяет стойкость плоского фронта кристаллизации, рассчитывается в начале процесса кристаллизации и при эвтектической кристаллизации:

$$\frac{G_p}{V} \geq \frac{m_A^{\text{Pb}} C_{0\text{Pb}} (1 - k_{\text{Pb}})}{k_A D^{\text{Pb-Bi}}} - \frac{m_A^{\text{Sn}} C_{0\text{B}} (1 - k_B)}{k_B D^{\text{Sn-Bi}}} = \frac{-4,63 \cdot 27 \cdot (1 - 0,98)}{0,98 \cdot 1,83 \cdot 10^{-5}} - \frac{-1,66 \cdot 35 \cdot (1 - 0,98)}{0,98 \cdot 2,6 \cdot 10^{-5}} = 1,84 \cdot 10^5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$$

При кристаллизации трехфазных сплавов состав жидкости на фронте приблизительно равен эвтектическому (C_{eA} и C_{eB}). Поэтому условия стойкости для этого случая можно получить из предыдущего уравнения, заменив состав жидкости на фронте кристаллизации эвтектическим составом:

$$\frac{G_p}{V} \geq \frac{m_A^{\text{Pb}} (C_{e\text{Pb}} - C_{0\text{Pb}})}{D^{\text{Pb-Bi}}} - \frac{m_A^{\text{Sn}} (C_{e\text{Sn}} - C_{0\text{Sn}})}{D^{\text{Sn-Bi}}},$$

где $C_{e\text{Pb}}$ и $C_{e\text{B}}$ – концентрация компонентов А (Pb) и В (Sn) в тройной эвтектике соответственно.

$$\frac{G_p}{V} \geq \frac{m_A^{\text{Pb}} (C_{e\text{Pb}} - C_{0\text{Pb}})}{D^{\text{Pb-Bi}}} - \frac{m_A^{\text{Sn}} (C_{e\text{Sn}} - C_{0\text{Sn}})}{D^{\text{Sn-Bi}}} = \frac{(-4,63 \cdot (32 - 27))}{1,829 \cdot 10^{-5}} - \frac{(-1,66) \cdot (22 - 35)}{2,601 \cdot 10^{-5}} = 4,39 \cdot 10^5 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$$

Сплавы, составы которых близкие к тройной эвтектике, легко могут образовывать плоский фронт кристаллизации, если ограничения, которые создаются кинетикой фронта, малы.

Состав жидкой фазы при условии равновесия на границе раздела твердой и жидкой фаз определяется положением поверхности ликвидус на диаграмме состояния. Определяем концентрацию компонента-растворителя в расплаве в начале кристаллизации, то есть при охлаждении от $T=120^\circ\text{C}$:

$$C_p^{120} = \frac{1}{m_{Bi}} (T_{n1}^{120} - T_{n1}^{Bi}) = \frac{1}{-3,36} (120 - 271) = 44,94 \text{ am\%Bi.}$$

Концентрация компонента-растворителя при эвтектической реакции увеличивается:

$$C_p^{96} = \frac{1}{m_{Bi}} (T_{em}^{96} - T_{n1}^{Bi}) = \frac{1}{-3,36} (96 - 271) = 52,08 \text{ am\%Bi}$$

Средний состав твердой фазы зависит от величины отношения G_p/V , соответственно концентрация компонентов в твердой фазе:

$$C_m^{Sn} = C_E + \frac{D^{Sn-Bi} \cdot G_p}{m_{Sn} \cdot V} = 22 + \frac{2,6 \cdot 10^{-5} \cdot 1,84 \cdot 10^5}{(-1,66)} = 22 - 2,88 = 19,12 \text{ am\%Sn}$$

$$C_{em}^{Sn} = C_E + \frac{D^{Sn-Bi} \cdot G_p}{m_{Sn} \cdot V} = 22 + \frac{2,6 \cdot 10^{-5} \cdot 4,35 \cdot 10^5}{(-1,66)} = 22 - 6,80 = 15,2 \text{ am\%Sn}$$

$$C_{em}^{Pb} = C_E + \frac{D^{Pb-Bi} \cdot G_p}{m_{Pb} \cdot V} = 32 + \frac{1,83 \cdot 10^{-5} \cdot 4,35 \cdot 10^5}{(-4,63)} = 32 - 1,72 = 30,28 \text{ am\%Pb}$$

По мере протекания процесса кристаллизации содержание растворенного компонента в твердой фазе постепенно повышается до значения $(C_T / C_0) = 1$, что отвечает равновесному распределению растворенного компонента.

Конечный участок кристаллизации паяного шва (то есть середина шва) значительно меньше начальной, поскольку она возникает в результате быстрого затвердевания последней порции расплава, сильно обогащенной растворенным компонентом. Таким образом, ширина этого участка определяется величиной характеристического расстояния (размера) пограничного слоя, или отношением коэффициента диффузии к скорости роста кристалла Dp/V . Содержание растворенного компонента на конечном участке постепенно увеличивается от C к C_{ie} при

затвердении, причем при концентрациях, больших C_{mmax} , паяный шов является двухфазным.

Тройные сплавы, которые в результате равновесной кристаллизации оказываются двухфазными, также могут образовывать плоский фронт, если выполняется критерий стойкости.

Рассмотренный тип кристаллизации приводит к образованию кристаллов почти однородного состава по всей длине, кроме начальных и конечных переходных участков. Начальный переходный участок образуется в тот период, когда содержание растворенного компонента в пограничном слое еще не достиг максимальной величины, которая отвечает постоянному (стационарному) режиму (рис. 3).

При отношении G_p/V , которое недостаточно большое для сохранения стойкости плоского фронта, ячейки или дендриты одной или двух фаз прорастают от фронта в жидкость.

В большинстве реальных случаев при росте кристаллов в жидкой фазе в определенной мере наблюдается конвекция и имеет место соответствующее перераспределение растворенных компонентов. Предполагается, что существует диффузный пограничный слой толщиной δ , внутри которого перераспределение компонентов осуществляется только диффузией, а вне этого слоя состав жидкой фазы поддерживается однородным благодаря конвекции. В случае очень большого объема жидкой фазы состав жидкости практически не изменяется при образовании твердой фазы и концентрацию каждого растворенного компонента в жидкости можно считать постоянной и равной начальной концентрации C .

Окончательная микроструктура сплава состоит из трех фаз: α , β , δ . Фаза α составляет основную массу в микроструктуре, причем ~20% этой фазы представляет первичные кристаллы, другая часть затвердевает в составе эвтектик (рис. 4).

При металлографических исследованиях кристаллизации сплава системы Pb-Sn-Bi установлено, что при довольно больших значениях G_p/V также для сплавов,

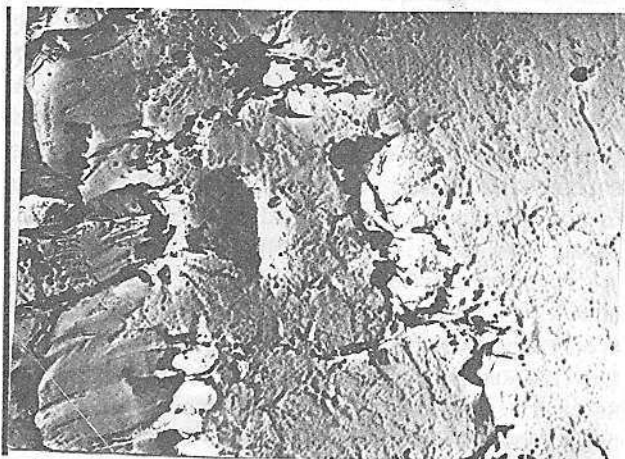


Рис. 3. Микроструктура паяного шва (начальная зона), $\times 8400$, угольная реплика

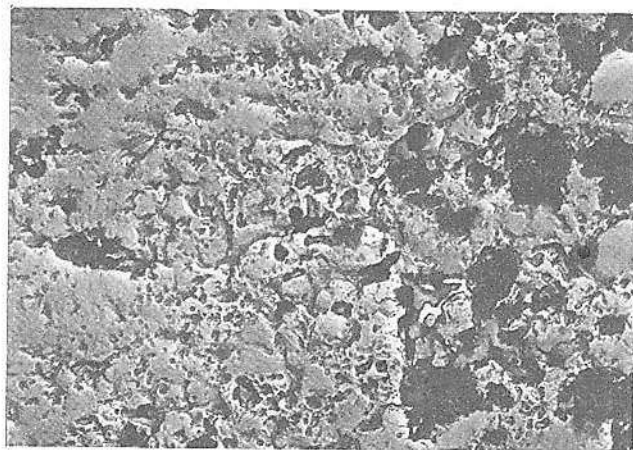


Рис. 4. Микроструктура паяного шва, $\times 6400$, угольная реплика

которые существенным образом отличаются от эвтектических, были получены структуры, подобные эвтектическим. Такое явление выявлено для всех сплавов, за исключением близких к эвтектическим; для таких сплавов уже малые значения G_p/V обеспечивают стойкость плоского фронта кристаллизации.

Когда плоский фронт кристаллизации двухфазных сплавов нарушается, образуются дендриты и однофазные ячейки. Хотя на начальной стадии нарушения плоского фронта каждая из фаз может образовывать выступы, только однофазные ячейки и дендриты могут прорасти в жидкость на большие расстояния от изотермического фронта кристаллизации.

Выводы

1. При описании процесса кристаллизации припой системы Pb-Sn-Bi условие стойкости плоского фронта кристаллизации состоит в том, что градиент фактической температуры на поверхности распределения твердой и жидкой фаз может быть равным или большим градиента

температуры ликвидус. Некоторые трудности при расчетах связаны с наличием на диаграмме состояния поверхности ликвидус, а не линии ликвидус и возможностью диффузного взаимодействия растворенных компонентов.

2. Окончательная микроструктура сплава состоит из трех фаз: α , β , δ . Фаза α составляет основную массу в микроструктуре, причем ~20% этой фазы представляет первичные кристаллы, другая часть затвердевает в составе эвтектик.

Литература

1. Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов т.1, т.2. Г. Металлургиздат, 1962. – 1488 с.
2. Гуляев А.П. Металловедение, 4 изд. – М, "Оборонгиз", 1963. – 460 с.
3. Флемингс М. Процессы затвердевания. Пер. с англ. – М, Мир. 1977. – 424 с.
4. Лариков Л.Н., Исачев В.И. Диффузия в металлах и сплавах. Справочник АН УССР. Институт металлофизики – Киев. Научная мысль 1987. – 509 с.

УДК 621.73.002.5

Кривда Л.Т., Гожий С.П.

Національний технічний університет України "Київський політехнічний інститут". Україна, м. Київ

ЧИСЛОВИЙ РОЗРАХУНОК БЕЗТРАНСМІСІЙНОГО ОСЦИЛЯТОРА ПРЕСУ ДЛЯ ШТАМПУВАННЯ ОБКОЧЕННЯМ

Анотація

В статті наведені ключові проблеми пов'язані з проектуванням ефективного обладнання для штампування обкоченням та надано опис програми для числового розрахунку основних параметрів безтрансмісійного осцилятора. Проведено аналіз отриманих результатів та зроблені відповідні висновки.

Abstract

In the article demonstrated problems connected to the designing effective equipment for die rocking process and descriptions of program for calculations basic parameters of less-transmission oscillator. Conditions analysis of receipted results and made corresponding conclusions.

Вступ

Методи локального об'ємного деформування металів, в тому числі і штампування обкоченням (ШО), мають низку переваг перед традиційними. Але частка таких технологій в загальному обсягу сучасної металообробки не значна, це стосується як вітчизняного виробництва так і зарубіжного. Такий переки не на користь штампування обкоченням, окрім недостатньої кількості технологічних

розробок, в першу чергу пов'язаний з обмеженою кількістю спеціальних гідропресових установок для реалізації процесу на ринку ковальсько-штампувального обладнання (КШО). Найбільш масовою пропозицією є гама пресів для ШО фірми SCHMID моделей T200, T400 і T630 [1], які мають значні показники технологічних можливостей для виготовлення широкої гами за типами і розмірами деталей. Але для вітчизняного виробника важливою характеристикою любого обладнання, в тому числі і для ШО, є його вартість. Інші пропозиції на ринку КШО носять більш вузький за технологічними можливостями характер за ціновими пропозиціями вони більш привабливі і виходять, в основному, від російських виробників, які задовольняють свій і ринок обладнання ближнього зарубіжжя та активізують діяльність своїх науковців в цьому напрямі [2, 3].

З іншої сторони налагодження вітчизняного серійного виробництва обладнання для ШО вимагає вирішення проблем фінансування та створення відповідних технологічних та конструкторських розробок на базі накопичених наукових знань та досвіду. Останнє протягом останніх років з успіхом вирішується кафедрою механіки пластичності матеріалів та ресурсозберігаючих процесів механіко-машинобудівного інституту Національного технічного